

S/N 10692,362


PATENT

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

Applicant: SUGITA et al. Examiner: Unknown
Serial No.: 10692,362 Group Art Unit: Unknown
Filed: October 22, 2003 Docket No.: 10873.1317USW1
Title: MAGNETORESISTIVE ELEMENT, MAGNETIC HEAD, MAGNETIC
MEMORY AND MAGNETIC RECORDING APPARATUS USING THE
SAME

CERTIFICATE UNDER 37 CFR 1.8:

I hereby certify that this correspondence is being deposited with the United States Postal Service as first class mail, with sufficient postage, in an envelope addressed to: Commissioner for Patents, P.O. Box 1450, Alexandria, VA 22313-1450 on December 16, 2003.

By: 
Name: Jennifer Holden

SUBMISSION OF PRIORITY DOCUMENT(S)

Commissioner for Patents
Alexandria, VA 22313-1450

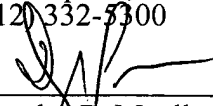
Dear Sir:

Applicants enclose herewith one certified copy of a Japanese application, Serial No. 2002-119831, filed April 22, 2002, the right of priority of which is claimed under 35 U.S.C. § 119.

Respectfully submitted,

MERCHANT & GOULD P.C.
P.O. Box 2903
Minneapolis, MN 55402-0903
(612) 332-5300

Dated: December 16, 2003

By: 
Douglas P. Mueller
Reg. No. 30,300

DPM/jh

23552

PATENT TRADEMARK OFFICE

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 2 年 4 月 2 2 日
Date of Application:

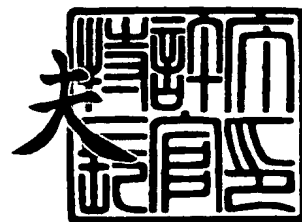
出 願 番 号 特 願 2 0 0 2 - 1 1 9 8 3 1
Application Number:
[ST. 10/C]: [J P 2 0 0 2 - 1 1 9 8 3 1]

出 願 人 松 下 電 器 産 業 株 式 有 限 公 司
Applicant(s):

2 0 0 3 年 1 0 月 1 7 日

特 許 庁 長 官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康 夫



出 証 番 号 出 証 特 2 0 0 3 - 3 0 8 5 7 0 4

【書類名】 特許願

【整理番号】 R6082

【提出日】 平成14年 4月22日

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 G11B 5/39
H01F 10/14

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府門真市大字門真 1 0 0 6 番地 松下電器産業株式会社内

【氏名】 杉田 康成

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府門真市大字門真 1 0 0 6 番地 松下電器産業株式会社内

【氏名】 小田川 明弘

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府門真市大字門真 1 0 0 6 番地 松下電器産業株式会社内

【氏名】 松川 望

【特許出願人】

【識別番号】 000005821

【氏名又は名称】 松下電器産業株式会社

【代理人】

【識別番号】 110000040

【氏名又は名称】 特許業務法人池内・佐藤アンドパートナーズ

【代表者】 池内 寛幸

【電話番号】 06-6135-6051

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 139757

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0108331

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 磁気抵抗効果素子とこれを用いた磁気ヘッドおよび磁気メモリ
ならびに磁気記録装置

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 トンネル絶縁層を介して一对の磁性層が積層された多層膜構造を含み、双方の前記磁性層が持つ磁化方向の相対角度により抵抗値が異なる磁気抵抗効果素子であって、前記磁性層の少なくとも一方が、前記トンネル絶縁層の熱膨張係数に $2 \times 10^{-6} / \text{K}$ を加えた値以下の熱膨張係数を有する磁性膜を含むことを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項 2】 磁性膜の熱膨張係数が、トンネル絶縁層の熱膨張係数以下であることを特徴とする請求項 1 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 3】 磁性膜が、トンネル絶縁層に接していることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 4】 トンネル絶縁層が、Al の酸化物、窒化物および酸窒化物から選ばれる少なくとも 1 種の化合物を含むことを特徴とする請求項 1 ～ 3 のいずれか一項に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 5】 磁性膜が、インバー合金を含むことを特徴とする請求項 1 ～ 4 のいずれか一項に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 6】 磁性膜が、Fe を主成分とするアモルファス合金を含むことを特徴とする請求項 1 ～ 5 のいずれか一項に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 7】 インバー合金が、式 $\text{Fe}_x\text{-Ni}_y\text{-Co}_z$ で示される組成を有することを特徴とする請求項 5 に記載の磁気抵抗効果素子。

ただし、式 $\text{Fe}_x\text{-Ni}_y\text{-Co}_z$ において、 x 、 y 、 z は、それぞれ以下の式を満たす数値である。

$$x + y + z = 1$$

$$0.5 \leq x \leq 0.7$$

$$0.3 \leq y \leq 0.45$$

$$0 \leq z \leq 0.2$$

【請求項 8】 インバー合金が、式 $\text{Fe}_{1-a}\text{-Pt}_a$ で示される組成を有することを

特徴とする請求項 5 に記載の磁気抵抗効果素子。

ただし、式 $\text{Fe}_{1-a}\text{-Pt}_a$ において、 a は、以下の式を満たす数値である。

$$0.15 \leq a \leq 0.45$$

【請求項 9】 インバー合金が、式 $\text{Fe}_{1-b}\text{-Pd}_b$ で示される組成を有することを特徴とする請求項 5 に記載の磁気抵抗効果素子。

ただし、式 $\text{Fe}_{1-b}\text{-Pd}_b$ において、 b は、以下の式を満たす数値である。

$$0.2 \leq b \leq 0.45$$

【請求項 10】 アモルファス合金が、式 $\text{Fe}_{1-c}\text{-M}_c$ で示される組成を有することを特徴とする請求項 6 に記載の磁気抵抗効果素子。

ただし、式 $\text{Fe}_{1-c}\text{-M}_c$ において、 M は、B、P、Si、Zr および Hf から選ばれる少なくとも 1 種の元素であり、

c は、以下の式を満たす数値である。

$$0.05 \leq c \leq 0.3$$

【請求項 11】 反強磁性層をさらに含むことを特徴とする請求項 1 ～ 10 のいずれか一項に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 12】 反強磁性層が、Mn を含むことを特徴とする請求項 11 に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項 13】 請求項 1 ～ 12 のいずれか一項に記載の磁気抵抗効果素子と、前記磁気抵抗効果素子により検知すべき磁界以外の磁界の、前記素子への導入を制限するシールドとを備えたことを特徴とする磁気ヘッド。

【請求項 14】 請求項 1 ～ 12 のいずれか一項に記載の磁気抵抗効果素子と、前記磁気抵抗効果素子に検知すべき磁界を導入するヨークとを備えたことを特徴とする磁気ヘッド。

【請求項 15】 請求項 1 ～ 12 のいずれか一項に記載の磁気抵抗効果素子と、前記磁気抵抗効果素子に情報を記録するための情報記録用導体線と、前記情報を読み出すための情報読出用導体線とを備えたことを特徴とする磁気メモリ。

【請求項 16】 請求項 13 または 14 に記載の磁気ヘッドを備えたことを特徴とする磁気記録装置。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、磁気抵抗効果素子（以下、「MR素子」と記す）と、これを用いた磁気デバイスである磁気ヘッドおよび磁気メモリならびに磁気記録装置に関するものである。本発明のMR素子は、磁気ディスク、光磁気ディスクおよび磁気テープなどの媒体に対して用いられる高密度磁気記録再生ヘッドや、自動車などに用いられる磁気センサー、および磁気ランダムアクセスメモリなどの用途に適している。

【0002】

【従来の技術】

近年、電子のスピンに依存した伝導現象に基づく磁気抵抗効果（MR効果）を、磁気ヘッドや磁気メモリ（Magnetic Random Access Memory（MRAM））などに応用するための開発が盛んに行われている。MR効果は、〔磁性層／非磁性層／磁性層〕の構造を含む多層膜において、非磁性層を介して隣り合う磁性層同士の磁化方向の相対角度に応じて抵抗値が異なる現象である。一般に、磁化方向が平行の場合に抵抗値が最も小さく、逆に反平行の場合に抵抗値が最も大きくなる。このようなMR効果を利用した素子を、MR素子と呼ぶ。MR素子のうち、非磁性層としてCuなどの導電性材料を用いたものをGMR素子という。GMR素子には、電流を膜面に平行に流すもの（CIP-GMR：Current In Plane-GMR）と、電流を膜面に垂直に流すもの（CPP-GMR：Current Perpendicular to Plane-GMR）がある。また、非磁性層にAl₂O₃などの絶縁性材料を用いたMR素子をTMR素子という。TMR素子では、非磁性層を挟む磁性層のスピン分極率が高いほど大きな磁気抵抗変化率（MR比）を得ることができる。現在、大きなMR比を発現するMR素子として、このTMR素子が期待されている。

【0003】

また、GMR素子やTMR素子などのMR素子を微小磁界で動作するデバイスとして利用するために、スピンバルブ型と呼ばれるMR素子が提案されている。スピンバルブ型MR素子では、非磁性層を挟む一方の磁性層（固定磁性層）の磁

化方向が、反強磁性体を含む反強磁性層からの交換結合磁界によって固定されている。これに対し、もう一方の磁性層（自由磁性層）の磁化方向は外部磁界に対して自由に動くことができるため、固定磁性層と自由磁性層との間の磁化方向の相対角度を容易に変化させることができる。このようなスピバルブ型MR素子はGMR素子においてすでに磁気ヘッドに応用されており、GMR素子に比べて高出力であるTMR素子を用いたスピバルブ型MR素子を、次世代磁気ヘッドや高密度のMRAMなどに応用することが期待されている。

【0 0 0 4】

【発明が解決しようとする課題】

TMR素子を、磁気ヘッドやMRAMなどのデバイスに応用するためには、出力をより向上、安定させる必要がある。また、素子には、デバイスの製造プロセスに耐えることのできる耐熱性が求められている。例えば、磁気ヘッドを製造する過程では、一般に250℃～300℃程度の熱処理が行われる。ハードディスクドライブ（HDD）に搭載される場合には、その動作環境温度（例えば、150℃程度）において長時間安定して動作することが要求される。また、MR素子をCMOS上に作製してMRAMデバイスとして応用する研究が進んでいるが、CMOS製造プロセスではさらに高温の熱処理（400℃～450℃）を行うことが不可避である。

【0 0 0 5】

しかしながら従来、トンネル絶縁層と磁性層との間にトンネル接合構造を持つTMR素子において、300℃以上の熱処理を行った場合、磁気抵抗特性（MR特性）が劣化する、なかでも、素子の出力を示すMR比が低下するという問題があった。MR比が低下する原因としては、拡散などによるトンネル絶縁層／磁性層間の界面構造の変化（例えば、界面の凹凸が増大する）などが考えられる。また、スピバルブ型TMR素子では、不純物原子、例えば、反強磁性層に含まれるMn原子などの拡散による磁性層のスピン分極率低下や、不純物原子のトンネル絶縁層への混入によるトンネル絶縁層の劣化、破壊なども考えられる。このように、TMR素子を磁気ヘッドやMRAMなどへ応用することを考慮した場合、高温の熱処理によるMR特性低下の問題を解決することが重要となる。

【0006】

そこで、本発明は、高温の熱処理や素子動作時の温度上昇に伴うMR特性の劣化が生じにくい、耐熱性に優れた、高出力の磁気抵抗効果素子を提供することを目的とする。また、耐熱性に優れた磁気ヘッドおよび磁気メモリ、ならびに磁気記録装置を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】

上記目的を達成するために、本発明の磁気抵抗効果素子は、トンネル絶縁層を介して磁性層が積層された多層膜構造を含み、双方の上記磁性層が持つ磁化方向の相対角度により抵抗値が異なる磁気抵抗効果素子であって、上記磁性層の少なくとも一方が、上記トンネル絶縁層の熱膨張係数に $2 \times 10^{-6} / \text{K}$ を加えた値以下の熱膨張係数を有する磁性膜（以下、低熱膨張磁性膜、と表記）を含むことを特徴としている。なお、本明細書における熱膨張係数とは、常温常圧における線熱膨張係数を意味している。

【0008】

例えば、トンネル絶縁層として Al_2O_3 、磁性層としてCoを用いた従来のMR素子では、磁性層の熱膨張係数はトンネル絶縁層の熱膨張係数よりも約 $5 \times 10^{-6} / \text{K}$ 大きい。このようなMR素子では、素子の温度の上昇に伴い、熱膨張係数の大きい磁性層がトンネル絶縁層を圧縮することでトンネル絶縁層に加わる応力負荷が増し、トンネル特性を維持することが難しくなる。トンネル絶縁層がトンネル特性を失えば、素子のMR特性が劣化することになる。それに対し、トンネル絶縁層の熱膨張係数とほぼ同等もしくはそれ以下の熱膨張係数を有する磁性膜を磁性層が含むことで、磁性層の熱膨張が原因となるトンネル絶縁層の応力負荷を抑制することができ、高温下でもトンネル絶縁層が機能することができる。上記磁性膜の熱膨張係数がトンネル絶縁層の熱膨張係数よりも大きい場合、その差が $2 \times 10^{-6} / \text{K}$ 以下であれば、上記の効果を期待できる。

【0009】

また、トンネル絶縁層として用いられる絶縁体は、一般に圧縮に弱い。それに対して磁性層には、展延性に優れた金属材料が主に用いられる。そのため、上記

磁性膜の熱膨張係数がトンネル絶縁層の熱膨張係数以下であることが特に好ましい。この場合、仮に両者の熱膨張係数の差が大きくても、トンネル絶縁層自身の熱膨張によって発生する応力負荷はそれほど大きくなり、素子のMR特性の劣化は生じにくいと考えられる。

【0010】

よって、上記のような構造とすることで、耐熱性に優れた高出力の磁気抵抗効果素子を得ることができる。その際、上記磁性膜は、上記トンネル絶縁層に接していてもいなくても構わない。

【0011】

本発明の磁気ヘッドは、上記に記載の磁気抵抗効果素子と、上記磁気抵抗効果素子により検知すべき磁界以外の磁界の、上記素子への導入を制限するシールドとを備えたことを特徴としている。また、本発明の磁気ヘッドは、上記に記載の磁気抵抗効果素子と、上記磁気抵抗効果素子に検知すべき磁界を導入するヨークとを備えた構造であってもよい。本発明の磁気記録装置は、上記の磁気ヘッドを備えたことを特徴としている。

【0012】

上記のような構造とすることで、耐熱性に優れた磁気ヘッドおよび磁気記録装置を得ることができる。

【0013】

本発明の磁気メモリは、上記に記載の磁気抵抗効果素子と、上記磁気抵抗効果素子に情報を記録するための情報記録用導体線と、上記情報を読み出すための情報読出用導体線とを備えたことを特徴としている。

【0014】

上記のような構造とすることで、耐熱性に優れた磁気メモリを得ることができる。

【0015】

【発明の実施の形態】

最初に、本発明におけるMR素子について、図面を参照しながら説明する。

【0016】

図1は、本発明におけるMR素子の例を示す断面図である。図1に示すMR素子は、反強磁性層5、第1磁性層1、トンネル絶縁層3、第2磁性層2を順に積層した構造を有し、第1磁性層1が、磁性膜11と低熱膨張磁性膜4とを含んでいる。

【0017】

図2は、本発明におけるMR素子の別の例を示す断面図である。図2に示すMR素子は、図1に示す例と同様に、反強磁性層5、第1磁性層1、トンネル絶縁層3、第2磁性層2を順に積層した構造を有しているが、第2磁性層2が、磁性膜21と低熱膨張磁性膜4とを含んでいる。

【0018】

図1および図2に示すように、本発明のMR素子は、トンネル絶縁層3を挟む第1磁性層1および第2磁性層2の少なくとも一方が、低熱膨張磁性膜4を含んでいればよい。また、図3に示すように、トンネル絶縁層3を挟む第1磁性層1および第2磁性層2の両方が低熱膨張磁性膜4を含んでいても構わない。図3に示す例では、第1磁性層1が低熱膨張磁性膜4と磁性膜11とを含み、第2磁性層2が磁性膜21と低熱膨張磁性膜4とを含んでいる。

【0019】

なお、図1～図3に示すMR素子では、反強磁性層5を第1磁性層1に接するように配置しており、第1磁性層1を固定磁性層（反強磁性層5によって磁化方向が固定されている）、第2磁性層2を自由磁性層（第1磁性層に対して相対的に磁化回転が容易である）とするスピバルブ型MR素子となっているが、本発明はスピバルブ型の素子に限定されない。以降に示す例においても同様である。

【0020】

低熱膨張磁性膜は、以下の式（1）の関係を満たす磁性膜であればよい。

【0021】

$$t_1 \leq t_2 + (2 \times 10^{-6} / K) \quad (1)$$

t_1 : 低熱膨張磁性膜の熱膨張係数 ($1/K$)

t_2 : トンネル絶縁層の熱膨張係数 ($1/K$)

【0022】

低熱膨張磁性膜の材料としては、例えば、インバー合金およびその近傍組成を有する磁性材料を用いることが好ましい。インバー合金としては、例えば、Fe-Ni、Fe-Pt、Fe-Pd、Fe-Ni-Co、Fe-Ni-Mn、Fe-Ni-Cr、Fe-Ni-V、Fe-Ni-Ptなどの合金を用いることができる。

【0023】

なかでも、式 $\text{Fe}_x\text{-Ni}_y\text{-Co}_z$ ($x + y + z = 1$, $0.5 \leq x \leq 0.7$, $0.3 \leq y \leq 0.45$, $0 \leq z \leq 0.2$) で示される組成を有する合金や、式 $\text{Fe}_{1-a}\text{-Pt}_a$ ($0.15 \leq a \leq 0.45$) で示される組成を有する合金、式 $\text{Fe}_{1-b}\text{-Pd}_b$ ($0.2 \leq b \leq 0.45$) で示される組成を有する合金などを用いれば、耐熱性に優れた安定したMR素子を得ることができる。また、インバー合金を用いることによって、大きなMR比を得ることも期待できる。

【0024】

なお、本明細書において組成を示すために用いる数値は、すべて原子組成比に基づいている。

【0025】

また、その他、低熱膨張磁性膜の材料として、Feを主成分とするアモルファス磁性材料 (Fe基アモルファス合金) などを用いることができる (ここで主成分とは、原子組成比で0.5以上を示す成分をいう)。なかでも、式 $\text{Fe}_{1-c}\text{-M}_c$ (ただし、Mは、B、P、Si、ZrおよびHfから選ばれる少なくとも一種の元素であり、 $0.05 \leq c \leq 0.3$) で示される組成を有する磁性材料が好ましい。このような磁性材料は、熱膨張係数が小さく、かつ、アモルファス特性を有しているため、熱処理によるトンネル絶縁層界面の凹凸の増大を抑制し、不純物拡散などによるMR効果の劣化を抑制することができる。

【0026】

低熱膨張磁性膜の膜厚は、0.5~10nmが好ましい。

【0027】

また、第1および第2磁性層に対する低熱膨張磁性膜の割合は、体積比にして10~100vol%が好ましい。

【0028】

なお、低熱膨張磁性膜として、インバー合金とFe基アモルファス合金との両方を含むものであっても構わない。

【0029】

トンネル絶縁層の材料としては、絶縁特性に優れ、薄膜化が可能で、再現性にも優れている、Alの酸化物、窒化物および酸窒化物から選ばれる少なくとも1種の化合物を含むことが好ましい。Alの酸化物、窒化物として、例えば、 Al_2O_3 、 AlN などが挙げられる。なお、 Al_2O_3 および AlN の熱膨張係数は、それぞれ $8 \times 10^{-6} / \text{K}$ 、 $4 \times 10^{-6} / \text{K}$ である。

【0030】

トンネル絶縁層の膜厚は、有効なトンネル電流を得るために、0.4 nm以上5 nm以下が好ましく、3 nm以下がより好ましい。

【0031】

第1磁性層1および第2磁性層2のうち、低熱膨張磁性膜を除いた部分（図1～図2に示す磁性膜11および21に相当する部分）に用いる磁性材料としては、特に制限はないが、例えば、Co、Fe、Ni、Co-Fe、Ni-Fe、Ni-Co-Feなどを用いることができる。必要に応じ、複数の磁性材料の積層膜を用いることもできる。

【0032】

第1磁性層および第2磁性層の膜厚は、低熱膨張磁性膜を含めて1～10 nmが好ましい。

【0033】

また、図1～図3に示すように、反強磁性層を含むMR素子とすれば、スピバルブ型の素子となり、小型、高出力のMR素子を得ることができる。

【0034】

スピバルブ型MR素子とする場合、自由磁性層となる磁性層として、軟磁気特性に優れた磁性材料を用いることが好ましく、例えば、式 $\text{Ni}_p\text{Co}_q\text{Fe}_r$ で示される組成を有する金属Gを用いることができる。金属Gが3成分系である場合（ $p \neq 0$ 、 $q \neq 0$ 、 $r \neq 0$ ）、 $0.6 \leq p \leq 0.9$ 、 $0 < q \leq 0.4$ 、 $0 < r \leq 0.3$ で示される範囲、または $0 < p \leq 0.4$ 、 $0.2 \leq q \leq 0.95$ 、 $0 < r \leq 0.5$ で示される範囲のものが好まし

い。金属GがNiとFeの2成分系である場合 ($p \neq 0$ 、 $q = 0$ 、 $r \neq 0$)、 $0.6 \leq p < 1$ で示される範囲のものが好ましい。また、金属GがCoとFeの2成分系である場合 ($p = 0$ 、 $q \neq 0$ 、 $r \neq 0$)、 $0.7 \leq q \leq 0.95$ で示される範囲のものが好ましい。

【0035】

あるいは、Co-Fe-B、Co-Mn-B、Fe-Co-Siなどの3d遷移金属を主体とするアモルファス磁性材料なども軟磁気特性に優れているため用いることができる。また、必要に応じて複数の磁性材料を積層することもできる。

【0036】

固定磁性層となる磁性層としては、磁気異方性の大きい磁性材料を含む磁性膜、または、それら磁性膜の積層膜を含むことが好ましい。磁気異方性の大きい磁性材料として、例えば、Co、Co-Fe合金などや、あるいはCo-Pt合金、Fe-Pt合金に代表される、式A-Dで示される組成を有する高保磁力磁性材料（ただし、Aは、Fe、CoおよびNiから選ばれる少なくとも1種の元素であり、Dは、Pt、Rh、Pd、Ru、Cr、Re、IrおよびTaから選ばれる少なくとも1種の元素である）など、その他、Co-Sm合金に代表される磁性元素-希土類元素合金などを用いることができる。その他、スピバルブ型MR素子では、反強磁性層によって固定磁性層の磁化方向が固定されるため、上記した軟磁気特性に優れる磁性材料を用いることもできる。

【0037】

反強磁性層の材料としては、特に限定されないが、Mnを含む反強磁性合金（Mn系反強磁性合金）が好ましい。Mn系反強磁性合金としては、式Z-Mn（ただし、Zは、Pt、Ni、Pd、Cr、Rh、Re、Ir、RuおよびFeから選ばれる少なくとも1種の元素）で示される組成を有する合金が好ましい。なかでも組み合わせとして、Pt-Mn、Pd-Mn、Pd-Pt-Mn、Ni-Mn、Ir-Mn、Cr-Pt-Mn、Ru-Rh-Mn、Fe-Mnなどが特に好ましい。これらMn系反強磁性合金と強磁性体との間に働く交換結合エネルギーは、他の反強磁性体（NiO、CrAl、 α -Fe₂O₃など）を用いた場合よりも大きいのが特徴である。そのため、MR出力の安定化や、外部磁場による攪乱の影響を小さくする効果がある。

【0038】

反強磁性層の膜厚は、5～30 nmが好ましい。

【0039】

なお、反強磁性層の下地層として、Ta、Nb、Zr、Pt、Crなどを積層することもできる。その他、下地層として、Ni-Fe合金や、式Ni-Fe-Eで示される組成を有する合金（ただし、Eは、Cr、V、Nb、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、CuおよびAuから選ばれる少なくとも1種の元素）などを用いれば、反強磁性層の結晶配向性を制御することができ、より安定した、高出力のMR素子を得ることができる。

【0040】

下地層の膜厚は、1～10 nmが好ましい。

【0041】

なお、より大きなMR比を得るために、トンネル絶縁層と、第1または第2磁性層との界面の少なくとも一方に、スピン分極率の大きい磁性材料を含む高スピン分極率層を挿入することができる。

【0042】

スピン分極率の大きい磁性材料として、例えば、Fe₃O₄、CrO₂、LaSrMnO、LaCaSrMnOなどに代表されるハーフメタル材料、あるいは、NiMnSb、PtMnSbなどのホイスラー合金を用いることができる。

【0043】

高スピン分極率層として、上記磁性材料の単層膜あるいは積層膜を用いることができるが、その膜厚は、0.5 nm以上10 nm以下が好ましく、5 nm以下がより好ましい。

【0044】

従来、高温での熱処理や多数回の熱サイクルによって、MR比などの素子特性の劣化が見られたが、その原因の一つとして、上記した、トンネル絶縁層に加わる応力負荷の増大が挙げられる。トンネル絶縁層に対する応力負荷が増加した場合、素子を構成する各層界面、特に、トンネル絶縁層とそれに隣接する層との界面が乱れ、凹凸の発生などが起きる可能性がある。

【0045】

また、熱処理時におけるMR特性劣化の別の原因として、トンネル絶縁層の界

面近傍へ不純物元素が拡散することによるトンネル絶縁層の損傷や、トンネル絶縁層に隣接する磁性層の磁気特性の劣化なども考えられる。不純物元素の拡散は、一般に、各層の結晶粒界を通して行われる。高温時には、熱膨張により各層の結晶粒界が広がっているため、不純物元素の拡散速度が大きくなり、MR特性が劣化する可能性がある。特に、Pt-Mn、Ir-MnなどのMn系反強磁性合金からなる反強磁性層を積層したスピバルブ型MR素子において、熱処理によるMnの拡散が、MR特性劣化の原因の一つである可能性がある。

【0046】

それに対して、図1～図3に示すように、低熱膨張磁性膜を、トンネル絶縁層と隣接する磁性層に含ませることで、トンネル絶縁層に加わる応力負荷の増大が抑制され、耐熱性に優れたMR素子とすることができる。また、高温時においても、低熱膨張磁性膜の熱膨張が小さい、つまり結晶粒界の広がりが小さいため、不純物元素のトンネル絶縁層界面への熱拡散が抑制され、耐熱性に優れたMR素子とすることができる。

【0047】

図1～図3には、低熱膨張磁性膜とトンネル絶縁層とが接している例を挙げたが、本発明は、両者が接している場合に限定されるものではない。例えば、図4に示すように、第1磁性層1が、トンネル絶縁層3との界面から離れた位置に低熱膨張磁性膜4を含んでいてもよい。図4に示す例は、図1に示した素子の低熱膨張磁性膜4とトンネル絶縁層3との間に、さらに磁性膜12を配置したMR素子である。

【0048】

このような膜構成のMR素子では、例えば、磁性膜12が低熱膨張磁性膜4よりもスピン分極率が大きい場合には、低熱膨張磁性膜4とトンネル絶縁層3とが直に接している場合よりも高いMR比を得ることができる。ただし、磁性膜12の熱膨張係数がトンネル絶縁層3の熱膨張係数よりも大きい場合、耐熱性のあるMR素子を得るためには、トンネル絶縁層3と低熱膨張磁性膜4との距離は、2nm以下が好ましく、1nm以下がより好ましい。

【0049】

スピンバルブ型MR素子とする場合、図5に示すように、固定磁性層にあたる第1磁性層1に、積層フェリ構造を含ませることもできる。図5に示す例では、図1に示した素子の磁性膜11の部分で積層フェリ構造となっている。

【0050】

積層フェリ構造とは、図5における磁性膜111と磁性膜113とが反強磁性的な交換結合状態（互いの磁化方向が反平行の状態）になるように、非磁性膜112を両者の間に積層させた構造のことである。このような積層フェリ構造を含むことで、第1磁性層1の磁化反転磁界はより大きくなり、磁化方向を変化させるためにはより大きな外部磁界が必要となる。そのため、第1磁性層の膜厚を薄くすることが可能になり、MR素子の小型化を図ることができる。また、同時に、第1磁性層1からの漏洩磁界を、積層フェリ構造を持たない場合よりも小さくすることができ、素子を小型化した場合に問題となる、第1磁性層1から自由磁性層である第2磁性層2への漏洩磁界による素子出力の非対称性を低減することができる。

【0051】

非磁性膜112としては、Ru、Ir、Rh、ReおよびCrから選ばれる少なくとも一種の元素を含む膜が好ましく、その膜厚は、0.4～1.5nmが好ましい。また、非磁性膜は、その両面に磁性層が接している限り、複数存在していても構わない。

【0052】

また、本発明におけるMR素子において、図6～図8に示すように、トンネル絶縁層が複数設けられていても構わない。

【0053】

例えば、図6のように、図1に対応するMR素子の第2磁性層2上に、新たにトンネル絶縁層3aを積層してもよいし、図7のように、さらに磁性層6を積層しても、図8のように、さらに磁性層6と反強磁性層5aとを積層しても構わない。

【0054】

図6～図8に示すような複数のトンネル絶縁層を持つMR素子とすることで、MR比を増加させたり、印加電圧の増大に対するMR比の減少を低減させたりす

ることができる。このように複数のトンネル絶縁層を持つMR素子において、トンネル絶縁層のうち少なくとも1層が、低熱膨張磁性膜を含む磁性層に隣接することで、優れた耐熱性およびMR特性を示すMR素子を得ることができる。

【0055】

次に、本発明におけるMR素子の製造方法について説明する。

【0056】

MR素子を構成する各薄膜の形成には、パルスレーザデポジション (PLD)、イオンビームデポジション (IBD)、クラスターイオンビーム、およびRF、DC、ECR、ヘリコン、誘導結合プラズマ (ICP)、対向ターゲットなどの各種スパッタリング法、MBE、イオンプレーティング法などを適用することができる。これらPVD法の他に、CVD法、メッキ法あるいはゾルゲル法などを用いることもできる。

【0057】

Al_2O_3 、 AlN などからなるトンネル絶縁層を作製する場合には、例えば、 Al の薄膜前駆体を作製し、 O または N を、分子、イオン、ラジカルなどとして含む雰囲気中において、温度および時間を制御しながら、上記薄膜前駆体と、 O または N とを反応させればよい。薄膜前駆体は、ほぼ完全に酸化または窒化され、トンネル絶縁層を得ることができる。また、薄膜前駆体として、 O 、 N を化学量論比以下含んだ不定比化合物を作製し、 O または N を、分子、イオン、ラジカルなどとして含む雰囲気中において、温度および時間を制御しながら反応させてもよい。

【0058】

例えば、スパッタリング法を用いて、 Al_2O_3 からなるトンネル絶縁層を作製する場合、 Al または AlO_x ($x \leq 1.5$) を、 Ar または $\text{Ar} + \text{O}_2$ 雰囲気中で成膜し、これを O_2 または $\text{O}_2 +$ 不活性ガス中で酸化させることを繰り返せばよい。なおプラズマやラジカルの作製には、ECR放電、グロー放電、RF放電、ヘリコン、誘導結合プラズマ (ICP) などの通常の手段を用いればよい。

【0059】

以下、本発明におけるMR素子を用いたデバイスについて説明する。

【0060】

膜面垂直方向に電流を流すMR素子を含む磁気デバイスを作製するには、半導体プロセスやGMRヘッド作製プロセスなどで一般的に用いられている手法である、イオンミリング、RIE、FIBなどの物理的または化学的エッチング法、微細パターン形成のためのステッパー、EB法などを用いたフォトリソグラフィー技術を組み合わせて微細加工すればよい。

【0061】

このような方法で作製されたMR素子の例を図9に示す。図9に示した素子では、基板504上に、下部電極503、MR素子505、上部電極502が順に積層され、MR素子505の周囲の電極間には層間絶縁膜501が配置されている。層間絶縁膜501には、上部電極502と下部電極503との電氣的な短絡を防ぐ働きがある。この素子では、上部電極502と下部電極503とに挟まれたMR素子505に電流を流して電圧を読み取る。このような素子構成とすることで、MR素子505の膜面に対して垂直方向に電流を流して出力を読み出すことが可能となる。なお、電極などの表面を平坦化するために、CMPやクラスターイオンビームエッチングなどを用いることができる。

【0062】

電極502、503の材料としては、Pt、Au、Cu、Ru、Al、TiNなどの低抵抗材料（抵抗率が $100\mu\Omega\text{cm}$ 以下）を用いればよい。層間絶縁膜501としては、 Al_2O_3 、 SiO_2 などの絶縁性に優れた材料を用いればよい。

【0063】

本発明におけるMR素子を用いた磁気ヘッドの一例を図10に示す。図10は、MR素子により検知すべき磁界以外の磁界をMR素子へ導入することを制限するシールドを備えたシールド型磁気ヘッドと、その再生記録方法を示す模式図である。図10において、ヘッド部511は、説明を簡単にするために断面図となっている。

【0064】

図10に示す例において、ヘッド部511は、記録用の書き込みヘッド部512と、再生用の再生ヘッド部513とを備えている。情報を記録する際には、コイル514に流した電流により発生した磁束が、上部記録コア515と上部シ-

ルド516との間の空隙である記録ギャップ517より漏れることで、磁気記録媒体518に記録が行われる。情報の再生は、磁気記録媒体518に記録されている情報に対応した磁束519が、上部シールド516と下部シールド522との間の空隙である再生ギャップ521を通してMR素子520に作用し、MR素子520の抵抗値が変化することで行われる。このとき、シールド516および522により、MR素子によって検知されるべき磁界（即ち、磁束519）以外の磁界が制限されるため、高感度の磁気ヘッドとすることができる。また、本発明におけるMR素子を備えることで、耐熱性に優れた高出力の磁気ヘッドとすることができる。なお、上部シールド516および下部シールド522の材料として、Ni-Fe、Fe-Al-Si、Co-Nb-Zr合金などの軟磁性材料を用いることができる。

【0065】

本発明におけるMR素子を用いた磁気ヘッドの別の例を図11に示す。図11に示す例では、検知すべき信号磁界をMR素子531にガイドするためのヨーク（上部ヨーク533および下部ヨーク534）と絶縁層部532とを備えている。上部ヨーク533および下部ヨーク534は、一般に、軟磁性材料によって構成されている。記録媒体からの信号磁界は、上部ヨーク533によりMR素子531に導かれる。上部ヨーク533はギャップ535を有しており、MR素子531は、MR素子531と上部ヨーク533および下部ヨーク534とが磁氣的に接続するように、ギャップ535と下部ヨーク534との間に配置すればよい。

【0066】

図11に示す例では、上部ヨーク533、MR素子531および下部ヨーク534によって磁気回路が形成されており、再生ギャップ536で検出した記録媒体からの信号磁界をMR素子531により電気信号として検出することができる。なお、再生ギャップ536の長さ（再生ギャップ長）は、 $0.2\mu\text{m}$ 以下が好ましい。

【0067】

図11に示す磁気ヘッドのMR素子531を含む部分を、点線I-I'で切断した切断面の断面図を図12に示す。図11に示したMR素子531周囲の構造

の一例を、図12を用いてより詳細に説明する。MR素子531の周囲には、MR素子531の膜面に垂直に電流を流すためのリード部537と、MR素子531の自由磁性層の磁化方向を制御するためのハードバイアス部538とが配置されている。図12に示す例では、リード部537が絶縁層部532によってヨークと電氣的に絶縁されているが、リード部とヨークとが電氣的に接続されていても構わない。その場合、ヨークとリード部とを兼用とすることができる。ハードバイアス部538は、MR素子531にトンネル電流を安定して流すために、MR素子531と電氣的に絶縁されていることが好ましい。

【0068】

絶縁層部532の材料としては、 Al_2O_3 、 AlN および SiO_2 などを用いることができる。上部ヨーク533および下部ヨーク534に用いる材料としては、Fe-Si-Al、Ni-Fe、Ni-Fe-Co、Co-Nb-Zr、Co-Ta-Zr、Fe-Ta-Nなどの軟磁性材料が好ましい。上記軟磁性材料からなる膜と、Ta、Ru、Cuなどからなる非磁性膜との積層膜を用いることもできる。ハードバイアス部538の材料としては、Co-Pt合金などを用いることができる。リード部537としては、一般的な低電気抵抗の材料である、Cu、Au、Ptなどを用いればよい。なお、下部ヨーク534として、磁性体からなる基板（例えば、Mn-Znフェライト基板）を用いることもできる。

【0069】

また、図11に示すようなヨークを備えた磁気ヘッドの場合、MR素子531の自由磁性層は、上部ヨーク533側に配置することが好ましい。

【0070】

上記のようなヨーク型磁気ヘッドにおいて、本発明のMR素子を用いることで、耐熱性に優れた高出力の磁気ヘッドとすることができる。

【0071】

なお、このようなヨーク型磁気ヘッドは、一般に、図10に示すようなシールド型磁気ヘッドに対し、感度では劣るものの、シールドギャップ中にMR素子を配置する必要がないため、狭ギャップ化では有利である。また、MR素子が記録媒体に対して露出している構造ではないため、記録媒体と磁気ヘッドとが接触することなどで生じるヘッドの破損や摩耗が少なく、信頼性の面で優れている。そ

のため、ヨーク型磁気ヘッドは、記録媒体が磁気テープであるストリーマーなどに用いる場合に、特に優れているといえる。

【0072】

これら本発明における磁気ヘッドを用いて、HDDなどの磁気記録装置を構成することができる。図13に、本発明における磁気記録装置の一例を示す。図13に示す磁気記録装置545は、磁気ヘッド541、駆動部542、情報を記録する磁気記録媒体543および信号処理部544を備えており、磁気ヘッド541として本発明の磁気ヘッドを用いることで、熱に対する耐久性のある安定した磁気記録装置とすることができる。

【0073】

次に、本発明のMR素子をメモリ素子として用いたMRAMの一例を図14に示す。MR素子601は、CuやAlなどからなるビット（センス）線602とワード線603との交点にマトリクス状に配置される。ビット線は情報再生用導体線に、ワード線は情報記録用導体線にそれぞれ相当する。これらの線に信号電流を流した時に発生する合成磁界により、MR素子601に信号が記録される。信号は、「on」状態となったラインが交差する位置に配置された素子（図14では、MR素子601a）に記録される（2電流一致方式）。

【0074】

図15～図17を参照してMRAMの動作についてさらに説明する。これらの図には、書き込み動作および読み込み動作の基本例が示されている。MR素子701は、本発明におけるMR素子である。図15に示すMRAMでは、MR素子701の磁化状態を個別に読みとるために、素子ごとに、FETなどのスイッチ素子705が配置されている。このMRAMは、CMOS基板上への作製に適している。図16に示すMRAMでは、素子ごとに、非線形素子706が配置されている。非線形素子706としては、バリスタ、トンネル素子、または上記した3端子素子などを用いればよい。非線形素子の代わりに整流素子を用いることもできる。このMRAMは、ダイオードの成膜プロセスを用いれば、安価なガラス基板上にも作製できる。図17に示すMRAMでは、図15および図16に示したスイッチ素子や非線形素子などを用いず、ワード線704とビット線703と

の交点に、MR素子701が直接配置されている。このMRAMでは、読み出し時に複数の素子に電流が流れることになるため、読み出しの精度から、素子数を10000以下に制限することが好ましい。

【0075】

図15～図17に示す例では、ビット線703が、素子に電流を流して抵抗変化を読みとるセンス線としても用いられている。しかし、ビット電流による誤動作や素子破壊を防ぐため、センス線とビット線とを別途配置してもよい。この場合、ビット線は、素子と電気的な絶縁を保ちながら、かつ、センス線と平行に配置することが好ましい。なお、書き込み時における消費電力の観点から、ワード線、ビット線とMR素子との間隔は、500nm以下であることが好ましい。

【0076】

【実施例】

以下、実施例を用いて本発明をさらに詳細に説明するが、本発明は以下の例に限定されるものではない。

【0077】

熱酸化膜付Si基板（3インチφ）上に、マグネトロンスパッタリング法を用いて、各実施例に記載の膜構成のMR素子を作製し、MR特性を調べた。

【0078】

（実施例1）

熱酸化膜付Si基板／Ta(3)／Cu(50)／Ta(3)／Pt-Mn(30)／Co-Fe(1)／X／Al₂O₃(0.6)／Ni_{0.8}Fe_{0.2}(5)

【0079】

ここで、括弧内の数値は膜厚を示している。単位はnmであり、以下、同様にして膜厚を表示する。ただし、Al₂O₃の膜厚の値は、酸化処理前のAlの設計膜厚値（合計値）を示している（AlNにおける窒化処理を含め、以下同様である）。Al₂O₃は、Alを0.3～0.7nm成膜した後、200Torr（26.3kPa）の酸素含有雰囲気中において1分間の酸化を繰り返して作製した。

【0080】

基板上のTa(3)／Cu(50)は下部電極であり、下部電極とPt-Mn層との間のTa(3)

は下地層である。Pt-Mn層は反強磁性層であり、本実施例のMR素子は、スピバルブ型MR素子となっている。なお、Pt-Mn層およびCo-Fe層の組成は、それぞれ $\text{Pt}_{0.48}\text{Mn}_{0.52}$ および $\text{Co}_{0.75}\text{Fe}_{0.25}$ であった。

【0081】

Xは、以下の表1に示す組成の磁性材料であり、従来例として2種類、実施例として6種類のサンプルを準備した。

【0082】

各サンプルの成膜は、 $1 \times 10^{-8} \text{ Torr}$ ($1.3 \times 10^{-6} \text{ Pa}$) 以下になるまで排気した後、Arガスが約 0.8 mTorr (約 0.1 Pa) の雰囲気になるように調整したチャンバー内で行った。また、このとき、サンプル面に対して平行に、 100 Oe ($8.0 \times 10^3 \text{ A/m}$) の磁界を印加しながら行った。その後、各サンプルとも、フォトリソグラフィ法を用いて、図9に示すようなメサ型に微細加工し、層間絶縁膜として Al_2O_3 を用いて周囲を絶縁した後、上部にスルーホールを開け、この上に $\text{Cu}(50)/\text{Ta}(3)$ の上部電極を形成してMR素子を作製した。素子サイズは全て $1 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$ とした。作製したMR素子を、 280°C 、 5 kOe ($4.0 \times 10^5 \text{ A/m}$) の真空磁界中で1時間保持し、Pt-Mn層に磁気異方性を付与した。

【0083】

上記のようにして準備した各サンプルに対し、熱処理を加えた場合のMR特性の変化(MR特性の熱処理温度依存性)を調べた。まず、真空無磁界中において各サンプルを表1に示す各温度にまで加熱し、30分保持した後に、室温まで冷却し、MR特性としてMR比を求めた。MR比を求めるための磁気抵抗の測定は、固定磁性層の磁化容易軸方向と同方向に最大 $4.0 \times 10^5 \text{ A/m}$ の外部磁界を素子に印加して、直流四端子法により行った。MR比の算出は、最大抵抗値を R_{\max} 、最小抵抗値を R_{\min} として、次式(2)により行った(以降の実施例においても同様である)。

【0084】

$$\text{MR比} = \{ (R_{\max} - R_{\min}) / R_{\min} \} \times 100 (\%) \quad (2)$$

【0085】

表1に、従来例および実施例として用いた各サンプルにおけるXの組成、膜厚

および熱膨張係数とともに、熱処理温度依存性の結果を示す。熱膨張係数の単位は ($1/K$) である (以降の実施例においても同様)。また、実施例a03については、Xのうち、 $Fe_{0.7}Pt_{0.3}(2)$ のみが低熱膨張磁性膜に相当し、 $Co(1.5)$ は図4における磁性膜12に相当している。実施例a03における熱膨張係数は、低熱膨張磁性膜である $Fe_{0.7}Pt_{0.3}$ 層のみの値である。

【0086】

また、低熱膨張磁性膜およびトンネル絶縁層の熱膨張係数は、それぞれの熱膨張量を光干渉法により (測定温度範囲0~450℃、昇温レート1℃/分、常圧下) 測定し、測定した熱膨張量のグラフの25℃における接線の傾きより求めた。なお、上記測定は、石英ガラス上に、各サンプル素子と同様の低熱膨張磁性膜およびトンネル絶縁層を作製して行った。

【0087】

トンネル絶縁層である Al_2O_3 の熱膨張係数は、 $8 \times 10^{-6}/K$ であった。

【0088】

【表1】

	X		各熱処理温度におけるMR比(%)			
	組成(膜厚)	熱膨張係数	280℃	350℃	380℃	400℃
従来例a01	Co(2.5)	13×10^{-6}	27	20	9	1
実施例a02	$Fe_{0.8}Pt_{0.2}(3)$	8×10^{-6}	26	28	27	27
実施例a03	$Fe_{0.7}Pt_{0.3}(2)/Co(1.5)$	5×10^{-7}	25	24	25	23
実施例a04	$Fe_{0.75}Pd_{0.25}(2)$	8×10^{-6}	18	20	21	20
実施例a05	$Fe_{0.65}Ni_{0.35}(2.5)$	1×10^{-7}	23	25	25	24
実施例a06	$Fe_{0.83}B_{0.17}(2.5)$	3×10^{-7}	15	15	16	15
実施例a07	$Fe_{0.85}P_{0.15}(2.5)$	4×10^{-6}	18	17	17	17
従来例a08	$Fe_{0.5}Pt_{0.5}(3)$	11×10^{-6}	10	5	4	3

【0089】

表1に示すように、Xとして通常の軟磁性材料を用いた従来例a01では、熱処理温度の上昇とともにMR比が急激に低下し、熱処理温度が400℃になると、ほとんどMR比が得られなかった。Xとして、熱膨張係数が本発明の範囲外であるFe-Pt層を用いた従来例a08は、280℃での熱処理後におけるMR比が他のサンプルよ

りも小さく、また、熱処理温度の上昇に伴ってMR比が実施例(a02～a07)よりも大きい割合で減少し、耐熱性に劣っていることがわかる。

【0090】

一方、Xとして、本発明の範囲の熱膨張係数を有するインバー合金またはFe基アモルファス合金を用いた実施例a01～a07では、400℃の熱処理においてもMR比の劣化がほとんど見られなかった。インバー合金およびFe基アモルファス合金に代表される低熱膨張磁性膜によって、トンネル絶縁層に加わる応力負荷が抑制され、トンネル絶縁層とそれに隣接する磁性層との界面が、高い熱処理温度においても安定した接合を保っている可能性が考えられる。また、実施例a03では、トンネル絶縁層と低熱膨張磁性膜が直接接していないにもかかわらず、耐熱性に優れたMR素子となっている。低熱膨張磁性膜であるFe-Pd層により、Co層とトンネル絶縁層との界面の劣化が抑制されている可能性がある。

【0091】

(実施例2)

本実施例では、トンネル絶縁層の両面に、インバー合金からなる低熱膨張磁性膜を配置したときの、MR特性の熱処理温度依存性について検討をおこなった。

【0092】

実施例1と同様の方法を用いて、下記に示す膜構成のMR素子を作製した。

【0093】

熱酸化膜付Si基板／Ta(3)／Cu(50)／Ta(3)／Ni-Fe-Cr(4)／Pt-Mn(20)／Co-Fe(3)／Ru(0.8)／Co-Fe(1)／X₁／Al₂O₃(1)／X₂／Ni_{0.8}Fe_{0.2}(5)

【0094】

基板上のTa(3)／Cu(50)は下部電極であり、下部電極とPt-Mn(20)との間のTa(3)／Ni-Fe-Cr(4)は下地層である。また、Pt-Mn層は反強磁性層であり、Co-Fe(3)／Ru(0.8)／Co-Fe(1)は、Ruを非磁性膜とする積層フェリ構造である。X₁およびX₂は低熱膨張磁性膜であり、実施例として5種類のサンプルを、また、X₁およびX₂として通常の軟磁性材料を用いた従来例を1種類準備した。各サンプルの素子サイズは3μm×4μmとした。なお、Pt-Mn層、Ni-Fe-Cr層およびCo-Fe層の組成は、それぞれPt_{0.48}Mn_{0.52}、Ni_{0.6}Fe_{0.15}Cr_{0.25}、Co_{0.9}Fe_{0.1}であった。

【0095】

トンネル絶縁層である Al_2O_3 は、Alを1.2nm成膜した後に、純酸素中でプラズマ酸化を60秒行うことにより作製した。反強磁性層であるPt-Mn層への磁気異方性の付与は、 300°C 、5kOe ($4.0 \times 10^5 \text{ A/m}$)、10時間の磁界中真空熱処理により行った。

【0096】

以下の表2に、 X_1 および X_2 の組成、膜厚および熱膨張係数を示す。なお、実施例b04については、 X_2 のうち、 $\text{Fe}_{0.7}\text{Pd}_{0.3}$ (2)のみが低熱膨張磁性膜に相当し、Fe(1)は図4における磁性膜12に相当している。実施例b04の X_2 における熱膨張係数は、低熱膨張磁性膜である $\text{Fe}_{0.7}\text{Pd}_{0.3}$ 層のみの値である。同様に、実施例b05については、 X_1 および X_2 のうち $\text{Fe}_{0.75}\text{Pt}_{0.25}$ (3)のみが低熱膨張磁性膜に相当し、Co(1)およびCo(1.5)は図4における磁性膜12に相当している。実施例b04の X_1 および X_2 における熱膨張係数は、低熱膨張磁性膜である $\text{Fe}_{0.75}\text{Pt}_{0.25}$ 層のみの値である。

【0097】

なお、トンネル絶縁層である Al_2O_3 の熱膨張係数は $8 \times 10^{-6} / \text{K}$ であった。

【0098】

【表2】

	X_1		X_2	
	組成(膜厚)	熱膨張係数	組成(膜厚)	熱膨張係数
従来例b01	Fe(2)	12×10^{-6}	Fe(1)	12×10^{-6}
実施例b02	$\text{Fe}_{0.65}\text{Ni}_{0.35}$ (2)	1×10^{-6}	$\text{Fe}_{0.65}\text{Ni}_{0.35}$ (1.5)	1×10^{-6}
実施例b03	$\text{Fe}_{0.8}\text{Pt}_{0.2}$ (2.5)	8×10^{-6}	$\text{Fe}_{0.65}\text{Pt}_{0.35}$ (2)	2×10^{-6}
実施例b04	$\text{Fe}_{0.7}\text{Pd}_{0.3}$ (2)	1×10^{-7}	Fe(1)/ $\text{Fe}_{0.7}\text{Pd}_{0.3}$ (2)	1×10^{-7}
実施例b05	$\text{Fe}_{0.75}\text{Pt}_{0.25}$ (3)/Co(1)	-2×10^{-6}	Co(1.5)/ $\text{Fe}_{0.75}\text{Pt}_{0.25}$ (3)	-2×10^{-6}
実施例b06	$\text{Fe}_{0.85}\text{Pt}_{0.15}$ (2)	10×10^{-6}	$\text{Fe}_{0.85}\text{Pt}_{0.15}$ (2)	10×10^{-6}

【0099】

以上の各サンプルに対し、MR特性の熱処理温度依存性を調べた。まず、5kOe ($4.0 \times 10^5 \text{ A/m}$)の磁界中において、各サンプルを以下の表3に示す各温度にまで加熱し、2時間保持した後に室温まで冷却し、MR特性としてMR比を

求めた。表3に、各サンプルにおけるMR比の熱処理温度依存性の結果を示す。

【0100】

(表3)

	各熱処理温度におけるMR比 (%)			
	300℃	360℃	380℃	400℃
従来例b01	15	8	2	0
実施例b02	35	35	32	33
実施例b03	24	25	24	24
実施例b04	21	20	19	18
実施例b05	31	28	27	26
実施例b06	40	35	33	33

【0101】

表3に示すように、 X_1 および X_2 として通常の軟磁性材料を用いた従来例b01では、熱処理温度の上昇とともにMR比が急激に減少し、熱処理温度が400℃になると、MR比を全く得ることができないほど素子が劣化した。

【0102】

一方、 X_1 および X_2 に低熱膨張磁性膜を用いた実施例b02～b06では、熱処理温度に関わらず、得られるMR比が従来例より大きく、また、優れた耐熱性を示している。さらに、実施例b04およびb05のように、トンネル絶縁層と低熱膨張磁性膜が直接接しておらず、Fe、Coといった、トンネル絶縁層よりも熱膨張係数が大きい磁性膜を間に積層した場合においても、多少のMR比の減少はあるものの優れた熱安定性を示した。Fe-PtおよびFe-Pdなどの低熱膨張磁性膜の存在により、熱処理温度の上昇に伴うトンネル絶縁層に加わる応力負荷の増大が抑制され、トンネル絶縁層とそれに隣接する磁性膜との界面の乱れが抑制されている可能性が考えられる。

【0103】

熱処理後の従来例b01および実施例b03のトンネル絶縁層に対して、透過型電子顕微鏡（TEM）による断面観察を行った。280℃の熱処理後のサンプルでは、従来例b01および実施例b03の双方とも、トンネル絶縁層と、それに隣接する磁性層との間には明瞭な界面が観察され、トンネル絶縁層の膜厚も熱処理前のまま均質であった。それに対して、従来例b01の400℃熱処理後のサンプルでは、トンネル絶縁層と、それに隣接する磁性層（Fe層）との間には、明瞭な界面は観察されず、トンネル絶縁層の膜厚が不均質に増大していた。これは、トンネル絶縁層とそれに隣接する磁性層との間で界面拡散が生じているためと推定される。一方、実施例b03の400℃熱処理後のサンプルでは、280℃の熱処理後のサンプルと同様、トンネル絶縁層とそれに隣接する磁性層との界面は明瞭であり、トンネル絶縁層の膜厚の変化もほとんどみられず、均質であった。

【0104】

（実施例3）

本実施例では、トンネル絶縁層としてAlNを用いた場合におけるMR特性の熱処理温度依存性について検討をおこなった。

【0105】

実施例1と同様の方法を用いて、下記に示す膜構成のMR素子を作製した。

【0106】

熱酸化膜付Si基板／Ta(3)／Cu(50)／Ta(3)／Ni-Fe(4)／X／AlN(1.3)／X／Co(5)／Ir-Mn(8)

【0107】

基板上のTa(3)／Cu(50)は下部電極であり、下部電極とNi-Fe層との間のTa(3)は下地層である。また、Ir-Mn層は反強磁性層である。Xは低熱膨張磁性膜であり、本実施例では、実施例として4種類、また、Xとして通常の軟磁性材料を用いた従来例を1種類準備した。各サンプルの素子サイズは $2\mu\text{m} \times 4\mu\text{m}$ とした。なお、Ni-Fe層、Ir-Mn層の組成は、それぞれ $\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}$ 、 $\text{Ir}_{0.2}\text{Mn}_{0.8}$ であった。

【0108】

トンネル絶縁層であるAlNは、Alを1.3nm成膜後、窒素およびアルゴンの混合ガス中でプラズマ窒化することにより作製した。反強磁性層であるIr-Mn層への

磁気異方性の付与は、200℃、5 k O e (4.0×10^5 A/m)、8時間の磁界中真空熱処理により行った。なお、AlNの熱膨張係数は、 4×10^{-6} / Kであった。

【0 1 0 9】

上記のようにして準備した各サンプルに対し、MR特性の熱処理温度依存性を調べた。まず、上記200℃での熱処理後に室温でMR特性としてMR比を求めた。この結果を、熱処理温度200℃におけるMR比として表4に示した。次に、真空無磁界中において各サンプルを以下の表4に示す各温度にまで加熱し、続いて、5 k O e (4.0×10^5 A/m)の磁界中において1時間保持した後に室温まで冷却し、MR特性としてMR比を求めた。

【0 1 1 0】

表4に、各サンプルにおけるXの組成、膜厚および熱膨張係数とともに、MR比の熱処理温度依存性の結果を示す。

【0 1 1 1】

【表4】

	X		各熱処理温度におけるMR比(%)				
	組成(膜厚)	熱膨張係数	200℃	250℃	300℃	350℃	400℃
従来例c01	Co(3)	13×10^{-6}	20	23	10	1	0
実施例c02	Fe _{0.75} Pt _{0.25} (3)	-2×10^{-6}	15	25	26	25	24
実施例c03	Fe _{0.7} Pd _{0.3} (3)	1×10^{-6}	12	26	25	24	24
実施例c04	Fe _{0.65} Ni _{0.35} (3)	1×10^{-6}	18	30	28	28	28
実施例c05	Fe _{0.63} Co _{0.05} Ni _{0.32} (3)	1×10^{-7}	22	27	26	27	26

【0 1 1 2】

表4に示すように、Xとして通常の軟磁性材料を用いた従来例c01では、熱処理温度の上昇とともにMR比が急激に減少し、熱処理温度400℃ではMR比を全く得ることができないほど素子が劣化した。

【0 1 1 3】

一方、Xに低熱膨張磁性膜を用いた実施例c02～c05では、熱処理温度の上昇に関わらず、得られたMR比はほぼ安定しており、優れた耐熱性を示した。このようにトンネル絶縁層としてAlNを用いた場合においても、低熱膨張磁性膜を用い

ることで、優れた耐熱性を示すMR素子を得ることができる。

【0114】

(実施例4)

本実施例では、トンネル絶縁層の両面に、Fe基アモルファス合金からなる低熱膨張磁性膜を配置したときのMR特性の熱処理温度依存性について検討をおこなった。

【0115】

実施例1と同様の方法を用いて、下記に示す膜構成のMR素子を作製した。

【0116】

熱酸化膜付Si基板/Ta(3)/Cu(50)/Ta(3)/Ni-Fe(3)/Pt-Mn(20)/Co-Fe(4)
/X/Al₂O₃(1.2)/X/Ni_{0.8}Fe_{0.2}(8)

【0117】

基板上のTa(3)/Cu(50)は下部電極であり、下部電極とNi-Fe層との間のTa(3)は下地層である。また、Pt-Mn層は反強磁性層であり、その組成はPt_{0.48}Mn_{0.52}であった。Xは、低熱膨張磁性膜であり、本実施例では、実施例として3種類、また、Xとして通常の軟磁性材料を用いた従来例を1種類準備した。各サンプルの素子サイズは2 μ m \times 2.5 μ mとした。なお、Ni-Fe層、Co-Fe層の組成は、それぞれNi_{0.8}Fe_{0.2}、Co_{0.75}Fe_{0.25}であった。

【0118】

トンネル絶縁層であるAl₂O₃は、Alを0.3~0.7nm成膜後、200Torr (26.3kPa)の酸素含有雰囲気中において1分間の酸化を繰り返して作製した。反強磁性層であるPt-Mn層への磁気異方性の付与は、260℃、5kOe (4.0 \times 10⁵A/m)、8時間の磁界中真空熱処理により行った。なお、Al₂O₃の熱膨張係数は、8 \times 10⁻⁶/Kであった。

【0119】

上記のようにして準備した各サンプルに対し、MR特性の熱処理温度依存性を調べた。まず、真空無磁界中において各サンプルを以下の表5に示す各温度にまで加熱し、1時間保持した後に室温まで冷却し、MR特性としてMR比を求めた。

【0120】

表5に、各サンプルにおけるXの組成、膜厚および熱膨張係数とともに、MR比の熱処理温度依存性の結果を示す。

【0121】

【表5】

	X		各熱処理温度におけるMR比(%)			
	組成(膜厚)	熱膨張係数	260℃	320℃	360℃	400℃
従来例d01	Fe(2)	12×10^{-6}	18	16	7	1
実施例d02	Fe _{0.83} B _{0.17} (2.5)	3×10^{-7}	21	20	19	18
実施例d03	Fe _{0.85} P _{0.15} (2)	4×10^{-6}	26	24	24	23
実施例d04	Fe _{0.75} Hf _{0.25} (2.5)	4×10^{-6}	18	18	17	16

【0122】

表5に示すように、低熱膨張磁性膜としてFe基アモルファス合金を用いた場合においても、優れた耐熱性を持つMR素子を得られることがわかった。

【0123】

なお、上記実施例1～4において、低熱膨張磁性膜として、式Fe_x-Ni_y-Co_z（ただし、 $x + y + z = 1$ 、 $0.5 \leq x \leq 0.7$ 、 $0.3 \leq y \leq 0.45$ 、 $0 \leq z \leq 0.2$ ）で示される組成を有する合金や、式Fe_{1-a}-Pt_a（ $0.15 \leq a \leq 0.45$ ）で示される組成を有する合金、式Fe_{1-b}-Pd_b（ $0.2 \leq b \leq 0.45$ ）で示される組成を有する合金などを用いた場合においても、優れた耐熱性を持つ高出力のMR素子を得ることができた。

【0124】

また、低熱膨張磁性膜として、式Fe_{1-c}-M_c（ただし、Mは、B、P、Si、ZrおよびHfから選ばれる少なくとも一種の元素、 $0.05 \leq c \leq 0.3$ ）で示される組成を有する磁性材料を用いた場合についても同様に、優れた耐熱性を持つMR素子を得ることができた。

【0125】

(実施例5)

実施例2で作製したMR素子（従来例b01および実施例b02、b03）を用いて、

図10に示すようなシールドを備えた磁気ヘッドを作製し、その特性を評価した。

【0126】

磁気ヘッドの基板として Al_2O_3 -TiC基板を用い、上部記録コア、上部シールドおよび下部シールドとして $\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}$ 合金を用いた。また、MR素子を挟持する電極として、Cu、PtおよびTaの積層膜を用いた。

【0127】

また、MR素子には、自由磁性層にあたる磁性層の磁化容易方向が検知すべき信号磁界方向と垂直になるように、固定磁性層にあたる磁性層の磁化方向が検知すべき信号磁界方向と平行になるように異方性を付与した。この異方性の付与は、MR素子を実施例2と同様に作製後、まず、 280°C 、 5 kOe ($4.0 \times 10^5 \text{ A/m}$) の磁界中熱処理を行うことで固定磁性層の磁化方向を規定した後、 200°C 、 10 kOe ($8.0 \times 10^5 \text{ A/m}$) の磁界中熱処理を行い、自由磁性層の磁化容易方向を規定することで行った。なお、MR素子の形状は、 $0.5\mu\text{m} \times 0.5\mu\text{m}$ とした。

【0128】

上記のように作製した磁気ヘッドを、 150°C の恒温槽に入れ、 500mV の電圧をMR素子に印加した状態で10日間保持するという試験を実施し、試験前後のMR出力の比較を行った。MR出力の測定は次に示す方法を用いて行った。ヘルムホルツコイル中に磁気ヘッドを設置し、MR素子に電流を印可してその際に得られた磁気抵抗を直流四端子法により測定した。測定磁界は、 $\pm 4.0 \times 10^4 \text{ A/m}$ の範囲内で行った。測定磁界を変化させて得られた磁気抵抗の最大値と最小値の差を磁気ヘッドのMR出力とした。なお、ヘルムホルツコイルにより発生させる測定磁界の方向は、MR素子の固定磁性層の磁化容易方向とした。

【0129】

結果、MR素子として、実施例b02およびb03を用いた磁気ヘッドでは、試験前後の出力の低下は約2%以内であり、試験後も非常に安定した出力特性を示したのに対して、従来例b01を用いた磁気ヘッドでは、試験前後において約45%の非常に大きな出力低下が発生した。

【0130】

(実施例 6)

実施例 1 で作製した MR 素子（従来例 a01 および実施例 a03）ならびに実施例 2 で作製した MR 素子（実施例試料 b03 および b05）を用いて、図 1 1 および図 1 2 に示すようなヨークを備えた磁気ヘッドを作製した。

【 0 1 3 1 】

基板として Mn-Zn フェライト基板を用い、この基板が下部ヨークを兼ねる構造とした。上記基板上に Al_2O_3 を用いて絶縁層を形成し、その上に上記の MR 素子を作製した。上部ヨークとして、CoZrTa 軟磁性材料を用い、絶縁層部には Al_2O_3 を用いた。また、ハードバイアス部としては CoPt 合金材料を用い、リード部には Cu、Ta および Pt の積層膜を用いた。MR 素子の形状は、図 1 1 に示す MR 高さ 5 3 9、図 1 2 に示す MR 幅 5 4 0 とともに $8\mu\text{m}$ とした。

【 0 1 3 2 】

MR 素子には、実施例 5 と同様に、自由磁性層にあたる磁性層の磁化容易方向が検知すべき信号磁界方向と垂直になるように、固定磁性層にあたる磁性層の磁化方向が検知すべき信号磁界方向と平行になるように異方性を付与した。なお、作製した磁気ヘッドの再生ギャップ長は $0.1\mu\text{m}$ とした。

【 0 1 3 3 】

上記のように作製した磁気ヘッドを、 160°C の恒温槽に入れ、200mV の電圧を MR 素子に印加した状態で 50 日間保持するという試験を実施し、試験前後の MR 出力の比較を行った。MR 出力の測定は実施例 5 と同様の方法を用いた。

【 0 1 3 4 】

結果、MR 素子として、実施例 a03、b03 および b05 を用いた磁気ヘッドでは、試験前後の出力の低下が約 1% 以内であり、試験後も非常に安定した出力特性を示した。それに対して、従来例 a01 を用いた磁気ヘッドでは、試験前後において約 50% の非常に大きな出力低下が発生した。

【 0 1 3 5 】

(実施例 7)

実施例 1 で作製した MR 素子（従来例 a01 および実施例 a02）を用いて、図 1 7 に示すような磁気メモリ（MR AM）を作製した。

【0136】

MRAMの作製は以下のように行った。まず、300 nmの熱酸化膜を有するSi基板上に、Cuからなるワード線を形成し、その表面に Al_2O_3 絶縁膜を成膜して形成した後、Cuからなる下部電極を形成した。ここでいったんCMPにより下部電極表面の平滑化を行った後、従来例a01および実施例a02に示す膜構成のMR素子を積層させた。

【0137】

次に、反強磁性層であるPt-Mn層と固定磁性層とが交換結合磁界を生じるように、 280°C 、5 kOe ($4.0 \times 10^5 \text{ A/m}$) の磁界中熱処理を5時間行った。その後、実施例1と同様に、メサ型加工などを行って、MR素子を形成した。最後に、上部電極としてビット線を形成し、図17に示すようなスイッチ素子を持たない単一磁気メモリを作製した。

【0138】

作製した磁気メモリに対し、ワード線とビット線に電流を流して磁界を発生させ、MR素子の自由磁性層（本実施例における、Ni-Fe (5)）の磁化方向を反転させて情報「0」を記録した。また、次に、ワード線とビット線に対して先程とは逆方向の電流を流して磁界を発生させ、自由磁性層を磁化反転させて情報「1」を記録した。その後、それぞれの状態のMR素子に対してバイアス電圧を印加することでセンス電流を流し、情報「0」と情報「1」の状態における素子電圧の差を測定したところ、実施例、従来例ともに、同程度の出力差が得られた。よって、実施例、従来例ともに、自由磁性層を情報記録層とした磁気メモリとなっていることがわかった。

【0139】

次に、上記のMR素子をCMOS基板上に配置し、図14に示すような集積磁気メモリを作製した。素子配列は、 16×16 素子のメモリを1ブロックとして、合計8ブロックとした。MR素子の配置は、次のように行った。まずCMOS基板上に、スイッチ素子としてFETをマトリックス状に配置し、CMPで表面を平坦化した後、上記実施例a02と従来例a01のMR素子を、FETに対応してマトリックス状に配置した。それぞれの素子サイズは $0.1 \mu\text{m} \times 0.15 \mu\text{m}$ とした。

各ブロック中 1 素子は、配線抵抗や素子最低抵抗、F E T 抵抗などをキャンセルするためのダミー素子とした。なお、ワード線、ビット線などは全て Cu を用いた。磁気メモリ形成後、水素シンター処理を 400℃ にて行った。

【0 1 4 0】

このように作製した磁気メモリに対し、ワード線とビット線の合成磁界により、各ブロックそれぞれ 8 素子の自由磁性層の磁化反転を同時に行い、信号を記録させた。次に、F E T のゲートを、それぞれのブロックに付き 1 素子ずつ ON し、素子にセンス電流を流した。このとき、各ブロック内でのビット線、素子および F E T に発生する電圧とダミー電圧とをコンパレータにより比較して、それぞれの素子の出力を読みとった。

【0 1 4 1】

結果、実施例 a02 の M R 素子を用いた M R A M では、単一磁気メモリの場合と同様に良好な素子出力が得られたが、従来例 a01 の M R 素子を用いた M R A M では、全く素子出力が得られなかった。このことから、従来例 a01 の M R 素子は、おそらく実施例 1 に示したような原因から、400℃ の熱処理に耐えられないのに対し、実施例 a02 の M R 素子は、400℃ の熱処理に対しても十分な耐熱性を持っていることがわかる。

【0 1 4 2】

【発明の効果】

以上説明したように、本発明によれば、トンネル絶縁層を挟む少なくとも一方の磁性層が低熱膨張磁性膜を含むことにより、耐熱性に優れた高出力の M R 素子とすることができる。また、本発明の M R 素子を用いることで、耐熱性に優れた磁気ヘッドおよび磁気メモリ素子、ならびに磁気記録装置を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】 本発明における磁気抵抗効果素子の一例を示す断面図

【図 2】 本発明における磁気抵抗効果素子の一例を示す断面図

【図 3】 本発明における磁気抵抗効果素子の一例を示す断面図

【図 4】 本発明における磁気抵抗効果素子の一例を示す断面図

【図 5】 本発明における磁気抵抗効果素子の一例を示す断面図

【図 6】 本発明における磁気抵抗効果素子の一例を示す断面図

【図 7】 本発明における磁気抵抗効果素子の一例を示す断面図

【図 8】 本発明における磁気抵抗効果素子の一例を示す断面図

【図 9】 電極をさらに配置した本発明における磁気抵抗効果素子の例を示す断面図

【図 1 0】 本発明における磁気ヘッドの構造および記録再生方法の例を示す模式図

【図 1 1】 本発明における磁気ヘッドの一例を示す断面図

【図 1 2】 本発明における磁気ヘッドの構造例を示す断面図

【図 1 3】 本発明における磁気記録装置の一例を示す模式図

【図 1 4】 本発明における磁気メモリの一例を示す模式図

【図 1 5】 本発明における磁気メモリの動作の基本例を示す模式図

【図 1 6】 本発明における磁気メモリの動作の基本例を示す模式図

【図 1 7】 本発明における磁気メモリの動作の基本例を示す模式図

【符号の説明】

1 第 1 磁性層

2 第 2 磁性層

3、3 a トンネル絶縁層

4 低熱膨張磁性膜

5、5 a 反強磁性層

6 磁性層

1 1、1 2、2 1、1 1 1、1 1 3 磁性膜

1 1 2 非磁性膜

5 0 1 層間絶縁膜

5 0 2 上部電極

5 0 3 下部電極

5 0 4 基板

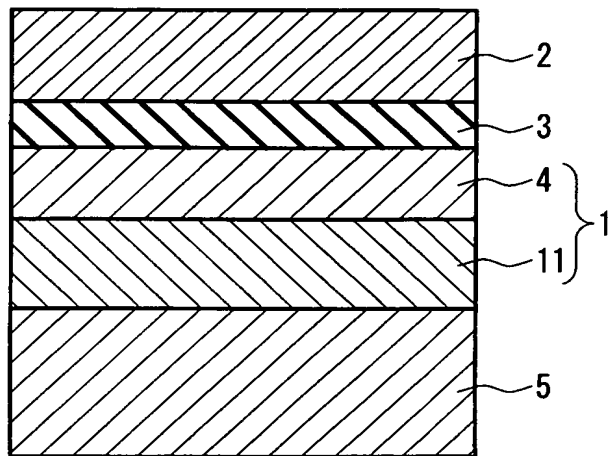
5 0 5、5 2 0、5 3 1、6 0 1、6 0 1 a、7 0 1 MR 素子

5 1 1 ヘッド部

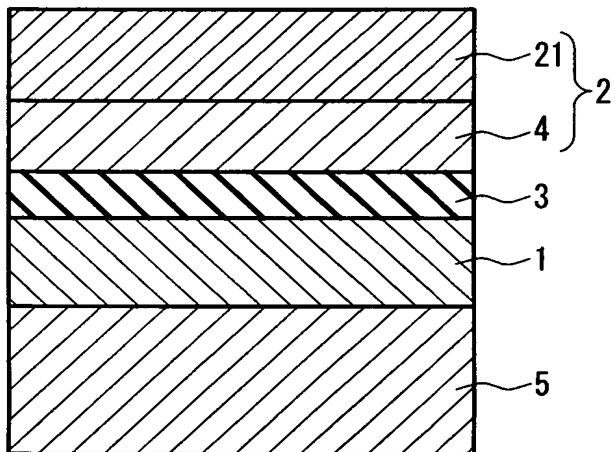
5 1 2 書き込みヘッド部
5 1 3 再生ヘッド部
5 1 4 コイル
5 1 5 上部記録コア
5 1 6 上部シールド
5 1 7 記録ギャップ
5 1 8、5 4 3 磁気記録媒体
5 1 9 磁束
5 2 1、5 3 6 再生ギャップ
5 2 2 下部シールド
5 3 2 絶縁層部
5 3 3 上部ヨーク
5 3 4 下部ヨーク
5 3 5 ギャップ
5 3 7 リード部
5 3 8 ハードバイアス部
5 3 9 MR 高さ
5 4 0 MR 幅
5 4 1 磁気ヘッド
5 4 2 駆動部
5 4 4 信号処理部
5 4 5 磁気記録装置
6 0 2、7 0 3 ビット線
6 0 3、7 0 4 ワード線
7 0 5 スイッチ素子
7 0 6 非線形素子

【書類名】 図面

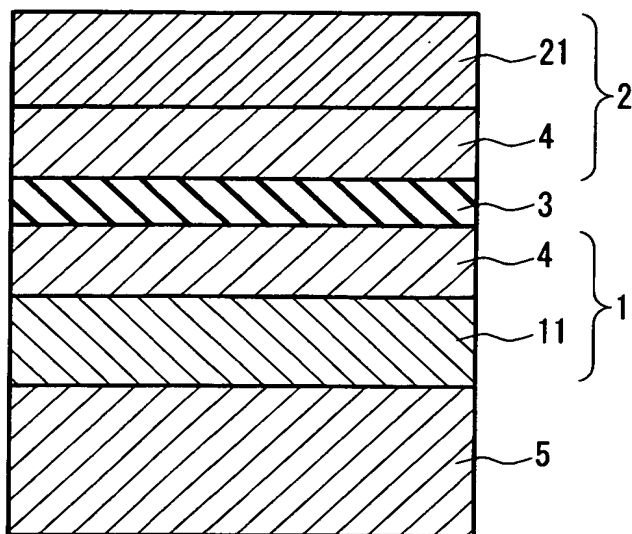
【図 1】



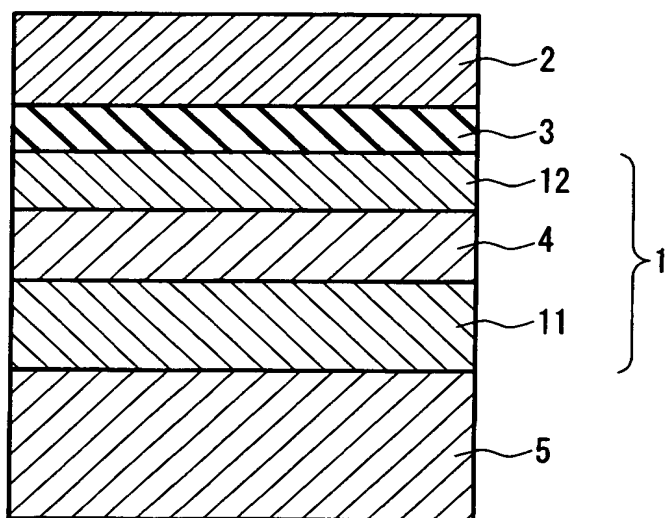
【図 2】



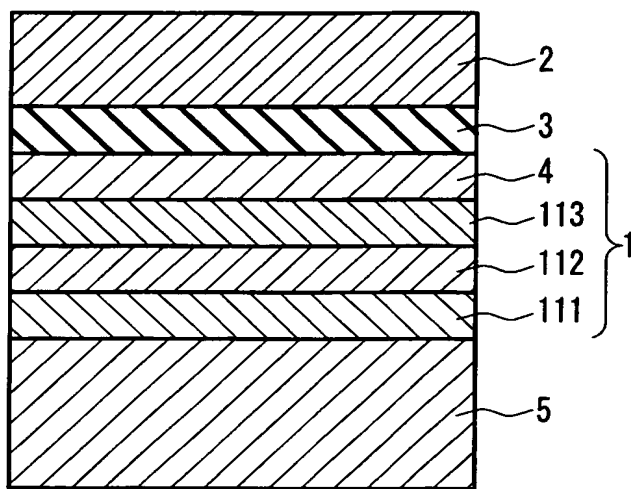
【図 3】



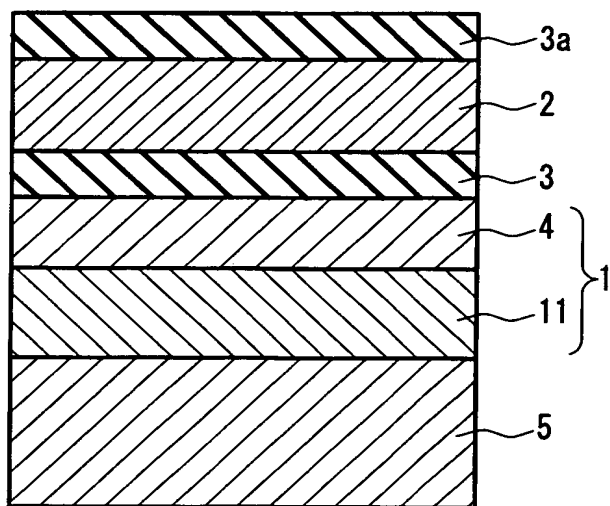
【図 4】



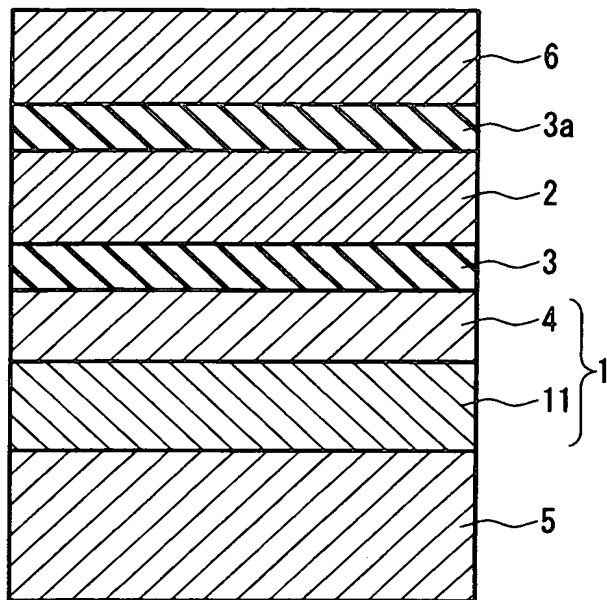
【図 5】



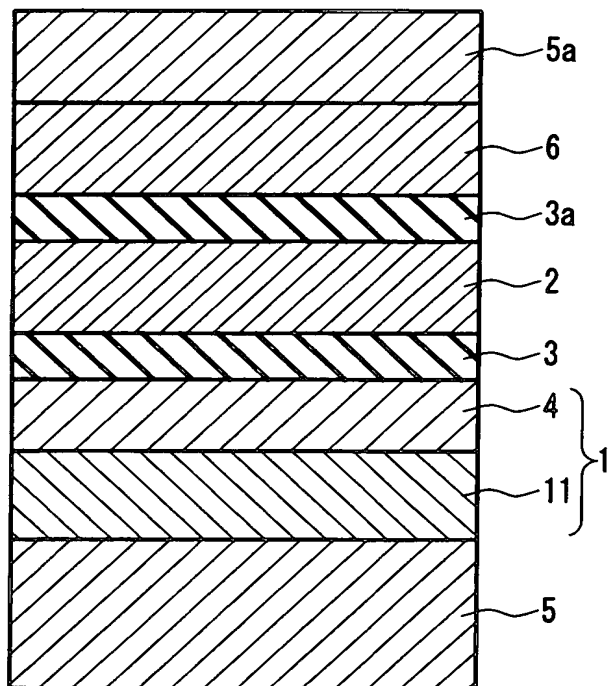
【図 6】



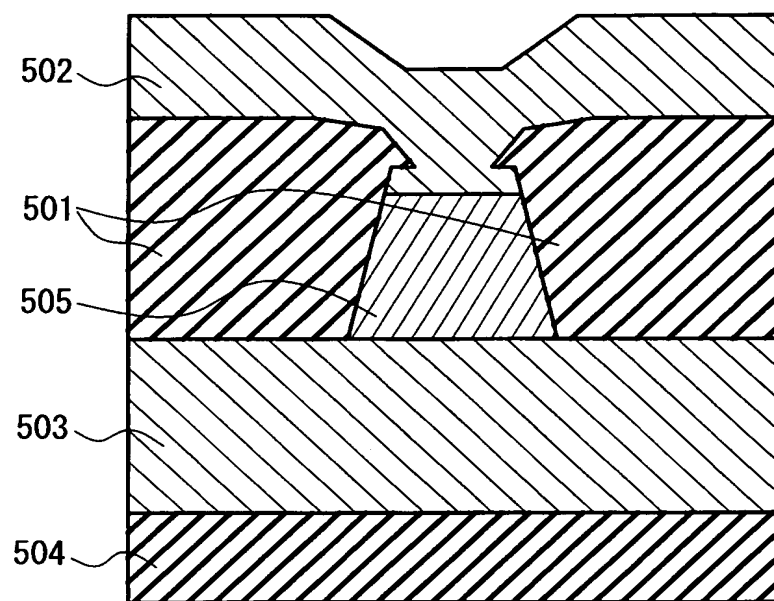
【図 7】



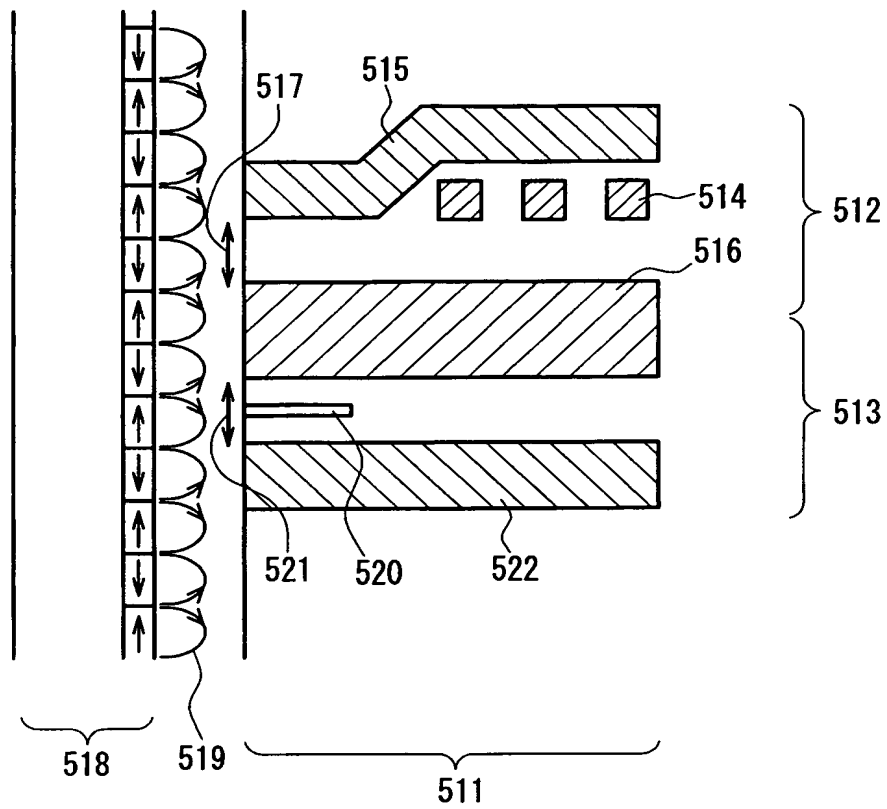
【図 8】



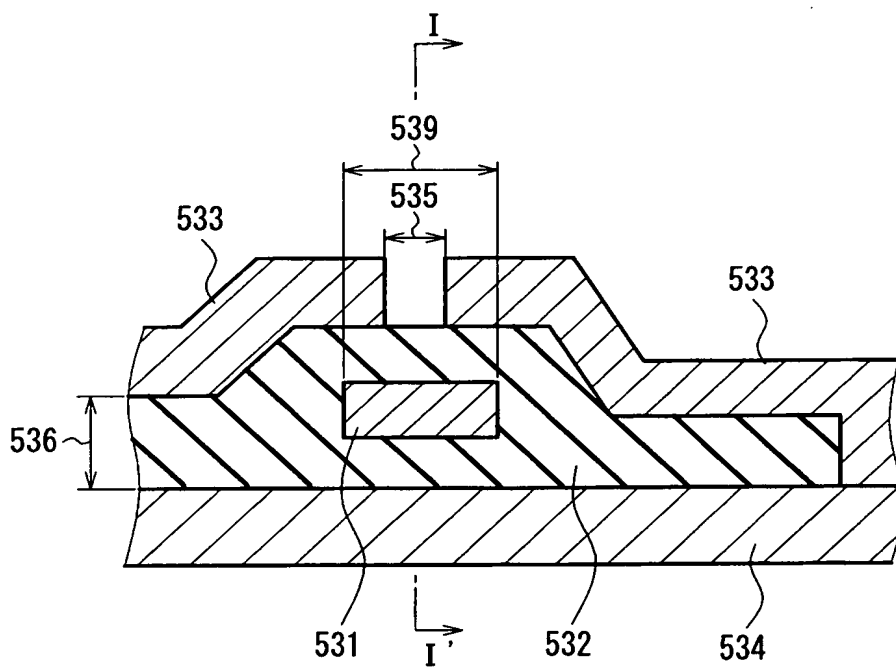
【図 9】



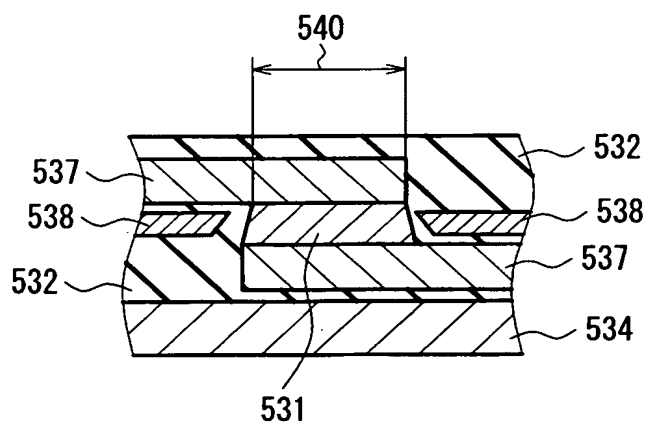
【図 10】



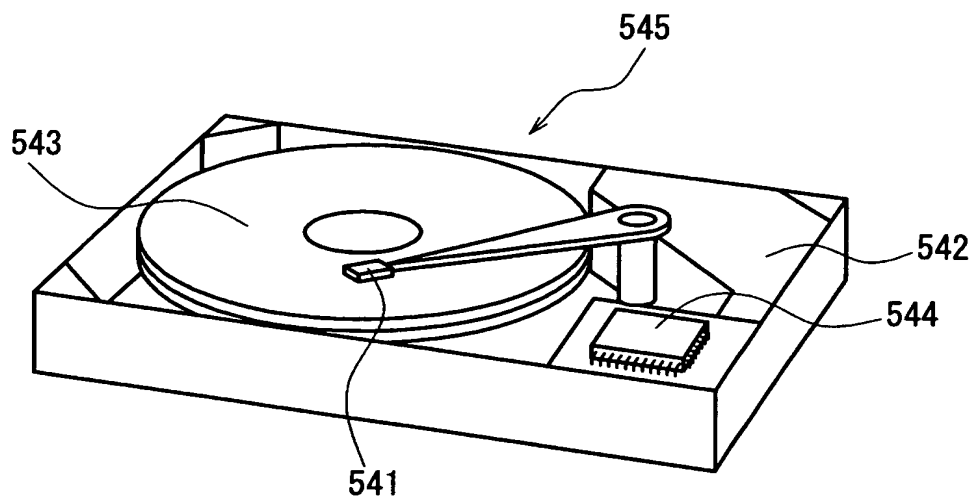
【図 11】



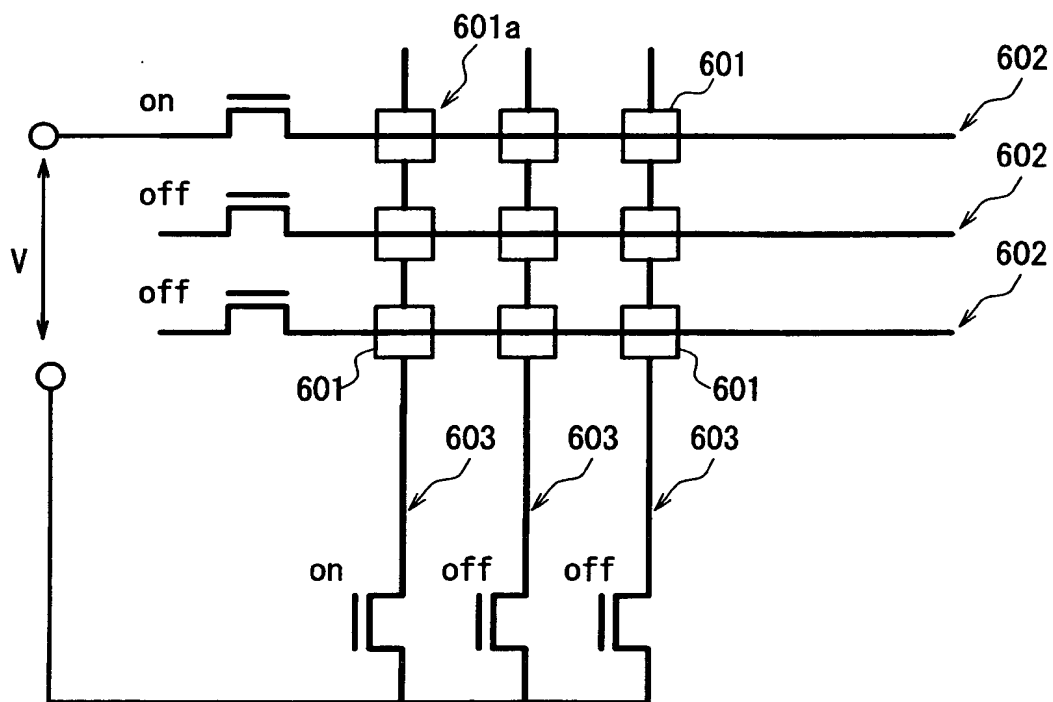
【図 12】



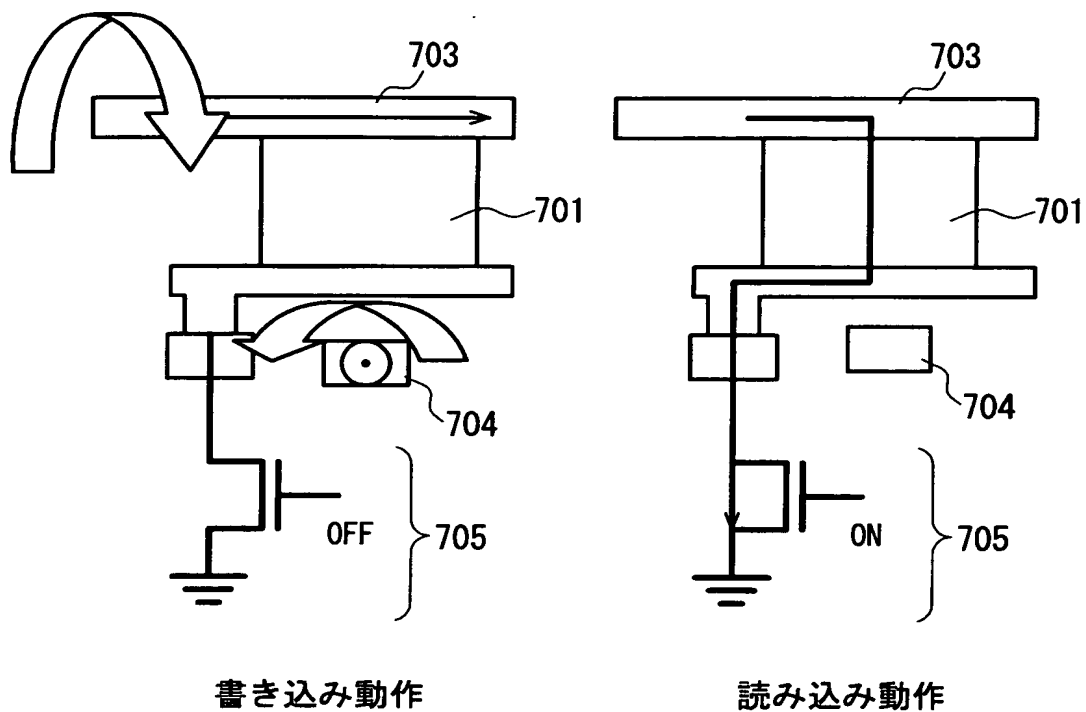
【図 13】



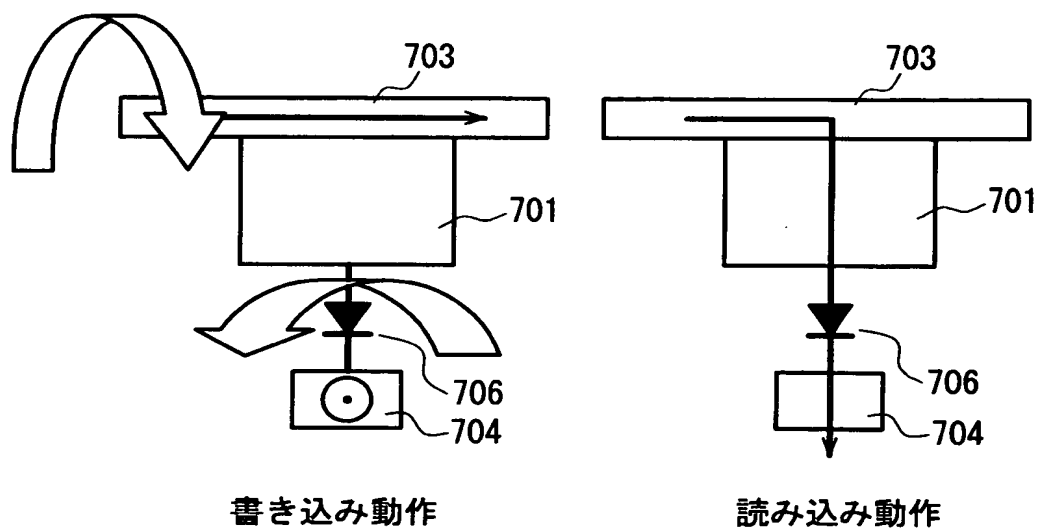
【図 14】



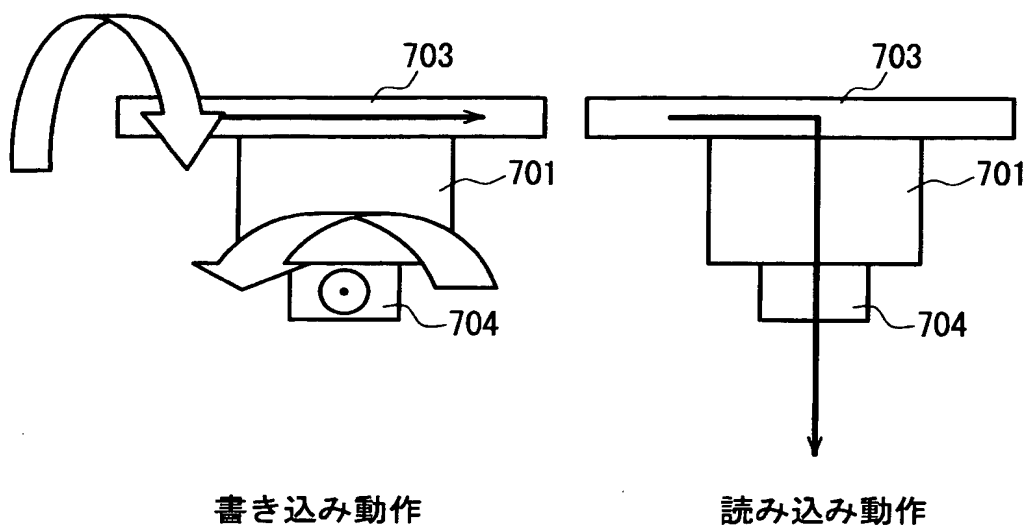
【図 15】



【図 16】



【図 17】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 磁性層／トンネル絶縁層／磁性層のトンネル接合構造を含む磁気抵抗効果素子（MR 素子）において、高温の熱処理プロセスおよびヒートサイクルなどに対応した耐熱性に優れた高出力のMR素子を提供する。また、耐熱性に優れた磁気ヘッドおよび磁気メモリ（MRAM）、ならびに磁気記録装置を提供する。

【解決手段】 トンネル絶縁層を挟む磁性層のうち少なくとも一方が、トンネル絶縁層の熱膨張係数に $2 \times 10^{-6} / \text{K}$ を加えた値以下の熱膨張係数を有する磁性膜を含むことで、耐熱性に優れた高出力のMR素子を得ることができる。また、上記MR素子を用いることで、耐熱性に優れた磁気ヘッドおよびMRAM、ならびに磁気記録装置を提供することができる。

【選択図】 図 1

特願 2 0 0 2 - 1 1 9 8 3 1

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 5 8 2 1]

1. 変更年月日

1 9 9 0 年 8 月 2 8 日

[変更理由]

新規登録

住 所

大阪府門真市大字門真 1 0 0 6 番地

氏 名

松下電器産業株式会社